

# HIGH STRENGTH WIRE ROD EXCELLENT IN DELAYED FRACTURE RESISTANCE, ITS PRODUCTION, AND HIGH STRENGTH BOLT

Publication number: JP11315349

Publication date: 1999-11-16

Inventor: NAMIMURA YUICHI; IBARAKI NOBUHIKO; MAKII  
KOICHI; KAKO HIROSHI

Applicant: KOBE STEEL LTD

Classification:

- international: *F16B35/00; B21J5/00; C21D8/06; C21D9/52;  
C22C38/00; C22C38/10; C22C38/30; F16B35/00;  
B21J5/00; C21D8/06; C21D9/52; C22C38/00;  
C22C38/10; C22C38/30; (IPC1-7): C22C38/00;  
B21J5/00; C21D8/06; C21D9/52; C22C38/10;  
C22C38/30; F16B35/00*

- european:

Application number: JP19980121542 19980430

Priority number(s): JP19980121542 19980430

**Report a data error here**

## Abstract of JP11315349

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a high strength wire rod having excellent delayed fracture resistance as well as  $\geq 1200$  N/mm<sup>2</sup> tensile strength, a useful method for obtaining a high strength wire rod like that, and a high strength bolt having the above characteristics. **SOLUTION:** This wire rod is composed of a steel containing 0.5-1.0% C, and the area ratio of a pearlitic structure having a pearlite nodule size of No.7 or above by grain size number is regulated to  $\geq 80\%$  by inhibiting the formation of structures of one or  $\geq 2$  kinds among pro-eutectoid ferrite, pro-eutectoid cementite, bainite, and martensite and also strength is regulated to  $\geq 1200$  N/mm<sup>2</sup> by means of heavy wire drawing. Moreover, the steel is heated to 800-1000 deg.C, cooled rapidly down to 520-650 deg.C, and isothermally held at the temperature, by which the formation of structures of one or  $\geq 2$  kinds among pro-eutectoid ferrite, pro-eutectoid cementite, bainite, and martensite is inhibited to regulate the area ratio of a pearlitic structure having a pearlite nodule size of No.7 or above by grain size number to  $\geq 80\%$ . Then, strength is regulated to  $\geq 1200$  N/mm<sup>2</sup> by means of heavy wire drawing.

Data supplied from the *esp@cenet* database - Worldwide

(19)日本国特許庁 (J P) (22) 公開特許公報 (A) (11)特許出願公開番号  
特開平11-315349  
(43)公開日 平成11年(1999)11月18日

(51)Int.Cl. <sup>4</sup>		F I	
C 22 C 38/00	3 0 1	C 22 C 38/00	3 0 1 Y
B 21 J 5/00		B 21 J 5/00	A
C 21 D 8/06		C 21 D 8/06	A
	9/52		9/52
	1 0 3		1 0 3 B
	1 0 4		1 0 4

審査請求 未請求 請求項の数 9 O L (全 10 頁) 最終頁に続く

(21)出願番号	特願平10-121542	(71)出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号
(22)出願日	平成10年(1998)4月30日	(72)発明者	並村 裕一 神戸市東区篠原町2番地 株式会社神戸製鋼所神戸製鋼所内
		(72)発明者	安木 信彦 神戸市東区篠原町2番地 株式会社神戸製鋼所神戸製鋼所内
		(72)発明者	梶井 浩一 神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所神戸製鋼所内
		(74)代理人	弁理士 小谷 悦司 (外1名) 最終頁に続く

(54)【発明の名称】 耐遅れ破壊性に優れた高強度線材およびその製造方法並びに高強度ボルト

(57)【要約】  
【課題】 引張強度が1200N/mm<sup>2</sup>以上でありながら耐遅れ破壊性に優れた高強度線材、およびその様な高強度線材を得る為の有用な方法、並びに上記の特性を有する高強度ボルトを提供する。  
【解決手段】 C:0.5~1.0%を含む鋼からなり、初析フェライト、初析セメンタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織生成を抑制して、引張強度が1200N/mm<sup>2</sup>以上とし、その温度で恒温保持することにより、初析フェライト、初析セメンタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織生成を抑制して、ベイナイトジュニアルサイズが初度番号でN0.7以上の組織の面積率を80%以上としたものであり、且つ強伸加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の強度に加熱した後、520~650℃の温度まで急冷し、その温度で恒温保持することにより、初析フェライト、初析セメンタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織生成を抑制して、ベイナイトジュニアルサイズが初度番号でN0.7以上の組織の面積率を80%以上とし、その後強伸加工により引張強度が1400N/mm<sup>2</sup>以上となる。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C:0.5~1.0% (質量%)の意味、以下同じ)を含む鋼からなり、初析フェライト、初析セメンタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織生成を抑制し、ベイナイトジュニアルサイズが初度番号でN0.7以上の組織の面積率を80%以上とし、且つ強伸加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の強度と優れた耐遅れ破壊性を有する鋼としたものであることを特徴とする耐遅れ破壊性に優れた高強度線材。

【請求項2】 Si:2.0%以下 (0%を含まない)および/またはCo:0.5%以下 (0%を含まない)を含有するものである請求項1に記載の高強度線材。

【請求項3】 Cr, Mo, Ti, Nb, VおよびWよりなる群から選択される1種以上を合計で0.01~0.5%含有するものである請求項1または2に記載の線材。166x (線径)-1.4≤V≤288x (線径)-1.4

【請求項6】 請求項1~4のいずれかに記載の高強度線材を製造するに当たり、鋼材を800~1000℃に加熱した後、520~650℃の温度まで急冷し、その温度で恒温保持することにより、初析フェライト、初析セメンタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織生成を抑制し、ベイナイトジュニアルサイズが初度番号でN0.7以上の組織の面積率を80%以上とし、その後強伸加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の強度にすることを特徴とする耐遅れ破壊性に優れた高強度線材の製造方法。

【請求項7】 請求項1~4のいずれかに記載の高強度線材を製造するに当たり、鋼材の圧延または鍛造終了温度が800~1000℃となる様に熱間圧延または熱間鍛造を行なった後、5℃/秒以上の平均冷却速度で520~750℃の温度まで冷却し、その温度で1.0℃/秒以下の平均冷却速度で200秒以上保持し、引き続き放冷することにより、初析フェライト、初析セメンタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織生成を抑制し、ベイナイトジュニアルサイズが初度番号でN0.7以上の組織の面積率を80%以上とし、その後強伸加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の強度にすることを特徴とする耐遅れ破壊性に優れた高強度線材の製造方法。

【請求項8】 請求項1~4のいずれかに記載の高強度線材を使用し、切断後に両端部をねじ転造または切削に加工して加工したものであることを特徴とする耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト。

【請求項9】 請求項1~4のいずれかに記載の高強度線材を使用し、切断後に両端部をねじ転造または切削に加工して加工したものであることを特徴とする耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト。

【発明の詳細な説明】

高強度線材。

【請求項4】 A1:0.01~0.05%を含有するものである請求項1~3のいずれかに記載の高強度線材。

【請求項5】 請求項1~4のいずれかに記載の高強度線材を製造するに当たり、鋼材の圧延または鍛造終了温度が800~1000℃となる様に熱間圧延または熱間鍛造を行なった後、平均冷却速度Vが下記(1)式を満たす様に冷却し、引き続き放冷することにより、初析フェライト、初析セメンタイト、ベイナイトおよびマルテンサイトの1種または2種以上の組織生成を抑制し、ベイナイトジュニアルサイズが初度番号でN0.7以上の組織の面積率を80%以上とし、その後強伸加工によって1200N/mm<sup>2</sup>以上の強度にすることを特徴とする耐遅れ破壊性に優れた高強度線材の製造方法。

... (1)

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、自動車用や各種産業機械用として使用されるボルト用として適した高強度線材、およびその製造方法並びに高強度ボルト等に関するものであり、特に引張強度が1200N/mm<sup>2</sup>以上でありながら耐遅れ破壊性に優れた高強度線材、およびその様な高強度線材を製造する為の有用な方法、並びに該高強度線材からなる高強度ボルト等に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 一般の高強度ボルト用鋼としては、中炭素鋼 (SCM435、SCM440、SCr440等)が使用されており、焼入れ・焼戻しによって必要な強度を確保する様にしている。しかしながら、自動車用や各種産業機械用として使用される一般の高強度ボルトでは、引張強さが約1200N/mm<sup>2</sup>を超える領域になると、遅れ破壊が発生する危険があり、使用上の制約がある。

【0003】 遅れ破壊は、非腐食性環境下で起こるものと腐食性環境下で起こるものがあるが、その発生原因は種々の要因が複雑にからみあっていると言われており、一概に上記原因を特定することは困難である。上記の様な遅れ破壊を左右する制約因子としては、焼戻し温度、組織、材料硬さ、結晶粒、各種合金元素等の間与が一応認められているものの、遅れ破壊を防止する為の有効な手段が確立されている訳ではなく、試行錯誤的に種々の方法が提案されているに過ぎないのが現状である。

【0004】 耐遅れ破壊性を改善する為に、例えば特開昭60-114551号、特開平2-267243号および特開平3-243745号等の技術が提案されている。これらの技術は、各種の主要な合金元素を調整することによって、引張強さが1400N/mm<sup>2</sup>以上でも



で、0.05%以下にする必要がある。尚A1含有量の好ましい下限は0.025%であり、好ましい上限は0.035%である。

【0025】Mn:0.2~1.0%

Mnは脱酸剤としての効果と、鋼線の焼入性を向上させる鋼線の組織の均一性を高める効果を発揮する。これらの効果を実現させるためには、0.2%以上含有させる必要がある。しかしながらMn含有量が過剰になると、Mnの偏析部にマルテンサイトやベイナイトなどの過冷組織が生成して鋼線加工性を劣化させるので、1.0%を上限とする。尚Mn含有量の好ましい下限は0.40%であり、より好ましくは0.45%とするのが良い。またMn含有量の好ましい上限は0.70%であり、より好ましくは0.55%とするのが良い。

【0026】Cu:0.5%以下(0%を含まない)

Cuは析出硬化作用によって鋼線の高強度化に寄与する元素である。しかしながら過剰に添加すると、粒界脆化を起こして耐遅れ破壊性を劣化させる原因となるので、0.5%を上限とする。尚Cu含有量の好ましい下限は0.05%であり、より好ましくは0.1%とするのが良い。またCu含有量の好ましい上限は0.3%であり、より好ましくは0.2%とするのが良い。

【0027】Ni:1.0%以下(0%を含まない)

Niは鋼線の強度上昇にはあまり寄与しないが、伸縮材の塑性を高める効果がある。しかしながら、Ni含有量が過剰になると、変態終了温度が低くなり過ぎて、設備の大型化、生産性の劣化を来すため、1.0%を上限とする。尚Ni含有量の好ましい下限は0.05%であり、より好ましくは0.1%とするのが良い。またNi含有量の好ましい上限は0.5%であり、より好ましくは0.3%とするのが良い。

【0028】B:0.0005~0.003%

Bは鋼の焼入れ性向上のために添加されるが、その効果を発揮するためには、0.0005%以上含有させる必要がある。しかしながら、0.003%を超えて過剰に含有すると却って塑性を阻害する。尚B含有量の好ましい下限は0.0010%であり、好ましい上限は0.0025%である。

【0029】N:0.015%以下(0%を含まない)

NはA1NやTiN等の窒化物を形成することによって、結晶粒の微細化については耐遅れ破壊性の向上に好影響を与える。しかしながら、過剰に含有すると窒化物が析出する。尚N含有量の好ましい上限は0.0015%以下(0%を含まない)である。

【0030】この工程によって、通常の圧延材よりも均質なバーライト組織が得られ、伸縮材の強度上昇が図れる。圧延または鍛造終了温度が高過ぎると、オーステナイト組織が粗大となり、バーライトノジュールサイズの粗大化を招く。逆に、終了温度が低過ぎると、オーステナイト化が不十分となり、均質なバーライト組織が得られなくなる。こうした観点から、上記終了温度は800

増加し過ぎて伸縮性に悪影響を及ぼすだけでなく、固溶Nが伸縮中の時効を促進することがあるので、0.015%以下にする必要がある。尚N含有量の好ましい上限は0.007%であり、より好ましくは0.005%以下にするのが良い。

【0030】本発明の高強度線材においては、上記成分の他(残部)は基本的に鉄からなるものであるが、これら以外にも微量成分を含み得るものであり、こうした成分を含むものも本発明の技術的範囲に含まれるものである。またその特性を更に良好にするという観点からして、P、SおよびOについては、下記の様に抑制するのが良い。更に、本発明の高強度線材には、不可避的に不純物が含まれることになるが、それらは本発明の効果を損なわない限度で許容される。

【0031】P:0.03%以下(0%を含む)

Pは粒界偏析を起こして、耐遅れ破壊性を劣化させる元素である。そこでP含有量を0.03%以下とすることにより、耐遅れ破壊性の向上が図れる。尚P含有量は、0.015%以下に低減するのが好ましく、より好ましくは0.005%以下にするのが良い。

【0032】S:0.03%以下(0%を含む)

Sは鋼中でMnSを形成し、応力が集中されたときにMnSが応力集中箇所となる。従って、耐遅れ破壊性の改善にはS含有量をできるだけ減少させることが必要となり、0.03%以下にするのが良い。尚S含有量は、0.01%以下に低減するのが好ましく、より好ましくは0.005%以下にするのが良い。

【0033】O:0.005%以下(0%を含む)

Oは常温では鋼にほとんど固溶せず、硬質の酸化物系介在物として存在し、伸縮時にカップ―スリップを引き起こす原因となる。従って、O含有量は極力少なくすべきであり、少なくとも0.005%以下に抑える必要がある。尚O含有量は、0.003%以下に低減することが好ましく、より好ましくは0.002%以下に低減するのが良い。

【0034】本発明の高強度線材は、上記した各製造方法によって製造することができ、各方法における作用は下記の通りである。まず上記の様な化学成分組成を有する鋼材を用い、鋼材の圧延または鍛造終了温度が800~1000℃となる様に熱間圧延または熱間鍛造を行なった後、平均冷却速度Vが下記(1)式を満足する様に400℃まで冷却し、引き続き放冷する。

$$\dots (1)$$

【0035】この工程によって、通常の圧延材よりも均質なバーライト組織が得られ、伸縮材の強度上昇が図れる。圧延または鍛造終了温度が高過ぎると、オーステナイト組織が粗大となり、バーライトノジュールサイズの粗大化を招く。逆に、終了温度が低過ぎると、オーステナイト化が不十分となり、均質なバーライト組織が得られなくなる。こうした観点から、上記終了温度は800

(線径)1.4よりも大きくなると、ベイナイトやマルテンサイトが生成し易くなる。

【0037】また本発明の高強度線材は、上記の様な化学成分組成を有する鋼材を用い、この鋼材を800~1000℃に加熱後、520~650℃の温度まで急冷し、その温度で恒温保持(バテニング処理)することによって、通常の圧延材より均質なバーライト組織が得られ、伸縮材の強度上昇が図れる。

【0038】この方法において、鋼材加熱温度の規定範囲については、上記圧延または鍛造終了温度と同じ理由で800~1000℃とする必要がある。この加熱温度の好ましい範囲は、上記と同じである。バテニング処理は、ソルトバス、鉛、流動層等を利用し、加熱した線材をできるだけ速い温度で急冷することが望ましい。また均質なバーライト組織を得るには、520~650℃で恒温変態させることが必要である。この恒温変態温度の好ましい温度範囲は、550~600℃であり、最も好ましい恒温保持温度はT<sub>TT</sub>線図のバーライトノーズ付近の温度である。

【0039】一方、鋼材の圧延または鍛造終了後温度が800~1000℃となる様に熱間圧延または熱間鍛造した後、5℃/秒以上の平均冷却速度で520~750℃の温度まで冷却し、その温度から1℃/秒以下の平均冷却速度で200秒以上保持し、引き続き放冷することによっても、通常の圧延材よりも均質なバーライト組織が得られ、伸縮材の強度上昇が図れる。こうした方法を採用するときの各工程における作用は下記の通りである。

【0040】まず圧延または鍛造終了後温度の規定範囲については、上記鋼材加熱温度と同様の理由で800~1000℃と定めた。またこの温度の好ましい範囲は、上記と同様である。熱間圧延後または熱間鍛造後の冷却速度が遅過ぎると、冷却中にフェライト変態を引き起こす可能性があり、できるだけ速い冷却速度で冷却することが好ましい。そこでこのときの冷却速度は5℃/秒以上と規定した。この冷却速度の好ましい範囲は、10℃/秒以上であり、より好ましくは30℃/秒以上である。この冷却によって520~750℃まで冷却する必要があるが、この冷却終了温度が520℃未満または750℃を超えると、その後の急冷によってバーライト以

外の組織が生成し易くなる。

【0041】上記で冷却した後は、均質なバーライト組織を得るという観点から、その温度(520~750℃の温度:徐冷開始温度)から1℃/秒以下の平均冷却速度で冷却(急冷)しつつ200秒以上保持する必要がある。このときの平均冷却速度が1℃/秒よりも速くなったり、保持時間が200秒未満になると、バーライト組織に変態する前に放冷されて、ベイナイトやマルテンサイトが生成し易くなる。尚この冷却速度の好ましい範囲は、0.5℃/秒以下であり、より好ましくは0.2℃/秒以下とするのが良い。また上記保持時間の好ましい範囲は、300秒以上であり、より好ましくは600秒以上とするのが良い。尚T<sub>TT</sub>線図のバーライトノーズ付近の温度に急く保持することが最も好ましい。

【0042】上記の様にして得られた高強度線材を使用し、所定の長さにて切断した後、(1)両端部をねじねじまたは切削によりねじ加工するか(スタッドボルトにする)、或は(2)両端部をねじねじ加工すること、等によって優れた耐遅れ破壊特性および強度を発揮するボルトが得られる。尚上記(2)の方法においてはボルト頭部を形成する際、通常の冷却鍛造では所定のボルト形状に成形しにくいという理由からである。

【0043】以下本発明を実施例によって更に詳細に説明するが、下記実施例は本発明を限定する性質のものではなく、前・後記の趣旨に照して設計変更することはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

【0044】

【実施例】実施例1

下記表1に示す化学成分組成を有する供試鋼を用い、線径:11mmφまたは14mmφまで圧延終了温度が約930℃になる様に熱間圧延した後、平均冷却速度Vを4.1~12.3℃/秒(下記表2)の範囲として面風冷却した。その後、線径:7.06mmまで伸縮した(伸縮率:59%、75%)。

【0045】

【表1】



試験 No.	ハヤシチンク時 の温度(℃)	温度保持 温度(℃)	初所フェライト 面積率(%)	初所メンタイン 面積率(%)	ベイナイト 面積率(%)	マルテンサイト 面積率(%)	パーライト 面積率(%)	ノジュール サイズ(μm)	備考
22	935	565	4	0	0	0	96	8.3	実施例
23	1050	680	0	5	9	0	86	6.1	比較例
24	760	580	35	0	0	0	65	9.5	比較例
25	930	555	27	0	0	0	73	8.2	比較例
27	935	500	0	0	22	5	73	8.3	比較例

【0054】得られた各種線材を用い、前記図1に示したM8×P1.25のスタッドボルトを作製し、遅れ破壊試験を実施例1と同様に行なった。各線材の組織を前記表4に併記すると共に、遅れ破壊試験結果を併記する。

試験 No.	初所フェライト 面積率(%)	初所メンタイン 面積率(%)	ベイナイト 面積率(%)	マルテンサイト 面積率(%)	パーライト 面積率(%)	ノジュール サイズ(μm)	備考
23	11.0	1208	7.06	1560	59	良好	○ 実施例
24	11.0	1232	7.06	1584	59	良好	× 比較例
25	11.0	1181	7.06	1533	59	良好	× 比較例
26	11.0	1159	7.06	1511	59	良好	× 比較例
27	11.0	1255	7.06	断線で伸線できず	断線	-	比較例

【0055】実施例3  
前記表1に示した供試鋼Cを用い、下記表6に示す圧延条件にて線径：1.1mmφまで熱間圧延した。その後、線径：7.06mmまで伸線した（伸線率：59%）。

試験 No.	圧延終了温度 (℃)	圧延冷却速度 (℃/秒)	徐冷冷却速度 (℃/秒)	徐冷開始温度 (℃)	徐冷終了温度 (℃)	保冷時間 (秒)	放冷開始温度 (℃)	備考
28	930	30	575	0.2	250	250	525	実施例
29	935	25	675	0.8	250	250	475	実施例
30	930	30	570	0.1	800	800	490	実施例
31	1050	35	570	0.2	250	250	520	比較例
32	750	20	570	0.2	250	250	520	比較例
33	930	3	570	0.2	250	250	520	比較例
34	930	20	800	0.2	250	250	750	比較例
35	930	30	500	0.2	250	250	450	比較例
36	930	30	575	1.2	250	250	275	比較例
37	930	30	570	0.2	150	150	540	比較例

【0058】得られた各種線材を用い、前記図1に示したM8×P1.25のスタッドボルトを作製し、遅れ破壊試験を実施例1と同様に行なった。各線材の組織を前記表7に、遅れ破壊試験結果を併記する。

試験 No.	初所フェライト 面積率(%)	初所メンタイン 面積率(%)	ベイナイト 面積率(%)	マルテンサイト 面積率(%)	パーライト 面積率(%)	ノジュール サイズ(μm)	備考
28	7	0	0	0	93	8.5	実施例
29	11	0	0	0	88	8.3	実施例
30	6	0	0	0	94	8.4	実施例
31	0	0	10	0	90	5.8	比較例
32	42	0	0	0	58	9.8	比較例
33	46	0	0	0	54	8.2	比較例
34	28	0	0	6	72	8.2	比較例
35	0	0	32	10	58	8.4	比較例
36	0	0	20	17	63	8.3	比較例
37	0	0	11	32	57	8.2	比較例

【0060】

【表8】

試験 No.	初所フェライト (mm)	初所メンタイン (N/mm <sup>2</sup> )	ベイナイト (mm)	マルテンサイト (N/mm <sup>2</sup> )	パーライト (%)	ノジュール サイズ(μm)	備考
28	11.0	1216	7.06	1568	59	良好	○ 実施例
29	11.0	1220	7.06	1672	59	良好	○ 実施例
30	11.0	1202	7.06	1555	59	良好	○ 実施例
31	11.0	1232	7.06	1582	59	良好	× 比較例
32	11.0	1108	7.06	1455	59	良好	× 比較例
33	11.0	1133	7.06	1485	59	良好	× 比較例
34	11.0	1159	7.06	断線で伸線できず	断線	-	比較例
35	11.0	1254	7.06	断線で伸線できず	断線	-	比較例
36	11.0	1233	7.06	断線で伸線できず	断線	-	比較例
37	11.0	1331	7.06	断線で伸線できず	断線	-	比較例

【0061】これらの結果から明らかな様に、本発明鋼の条件を満足するボルトは、引張り強度が1200N/mm<sup>2</sup>以上であっても、優れた耐遅れ破壊性を有していることがわかる。

【発明の効果】本発明のボルト用鋼は以上の様に構成されており、引張り強度が1200N/mm<sup>2</sup>以上でありながら耐遅れ破壊性に優れた高強度線材、およびその様な高強度線材を得るための有用な方法、並びに上記の特性を有する高強度ボルトが実現できた。

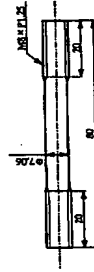
【図面の簡単な説明】

【図1】実施例において遅れ破壊試験に供したボルトの形状を示す概略説明図である。

【図2】ベイナイト組織を示す図面代用顕微鏡写真である。

【図3】初所フェライト組織を示す図面代用顕微鏡写真である。

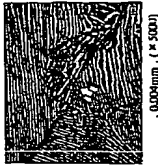
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(51) Int. Cl. 6

F 1

C 22 C 38/10

C 22 C 38/10

F 16 B 35/00

F 16 B 35/00

(72) 発明者 宮口 浩

神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社  
神戸製鋼所神戸総合技術研究所内